

REC'D PCT/PTO 14 JUN 2005

10/538878

PCT/JP03/16794

日 本 国 特 許 庁
JAPAN PATENT OFFICE

25.12.03

別紙添付の書類に記載されている事項は下記の出願書類に記載されている事項と同一であることを証明する。

This is to certify that the annexed is a true copy of the following application as filed with this Office.

出 願 年 月 日
Date of Application: 2003年 1月17日

出 願 番 号
Application Number: 特願2003-010436
[ST. 10/C]: [JP2003-010436]

REC'D 19 FEB 2004

WIPO

PCT

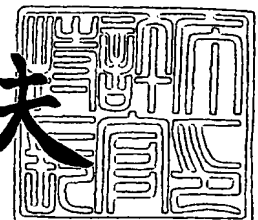
出 願 人
Applicant(s): 信越半導体株式会社

PRIORITY DOCUMENT
SUBMITTED OR TRANSMITTED IN
COMPLIANCE WITH
RULE 17.1(a) OR (b)

2004年 2月 5日

特許庁長官
Commissioner,
Japan Patent Office

今 井 康 夫



Best Available Copy

出証番号 出証特 2004-3006550

【書類名】 特許願
【整理番号】 0200201
【提出日】 平成15年 1月17日
【あて先】 特許庁長官殿
【国際特許分類】 C30B 15/00

【発明者】

【住所又は居所】 福島県西白河郡西郷村大字小田倉字大平150番地 信
越半導体株式会社 半導体白河研究所内

【氏名】 櫻田 昌弘

【発明者】

【住所又は居所】 福島県西白河郡西郷村大字小田倉字大平150番地 信
越半導体株式会社 半導体白河研究所内

【氏名】 布施川 泉

【特許出願人】

【識別番号】 000190149

【氏名又は名称】 信越半導体株式会社

【代理人】

【識別番号】 100102532

【弁理士】

【氏名又は名称】 好宮 幹夫

【電話番号】 03-3844-4501

【手数料の表示】

【予納台帳番号】 043247

【納付金額】 21,000円

【提出物件の目録】

【物件名】 明細書 1

【物件名】 図面 1

【物件名】 要約書 1

【包括委任状番号】 9703915

【プルーフの要否】

要

【書類名】 明細書

【発明の名称】 P ドープシリコン単結晶の製造方法及びP ドープN型シリコン単結晶ウェーハ

【特許請求の範囲】

【請求項1】 チョクラルスキー法によりP（リン）がドープされたシリコン単結晶を製造する方法において、少なくとも、Al（アルミニウム）濃度が $2 \times 10^{12} \text{ atoms/cc}$ 以上になるようにして単結晶の成長を行うことを特徴とするP ドープシリコン単結晶の製造方法。

【請求項2】 前記シリコン単結晶中のPの濃度が、 $1 \times 10^{14} \text{ atoms/cc}$ 以上となるようにして単結晶の成長を行うことを特徴とする請求項1に記載のP ドープシリコン単結晶の製造方法。

【請求項3】 前記単結晶の成長は、引き上げ速度をF（mm/min）とし、シリコンの融点から 1400°C の間の引き上げ軸方向の結晶内温度勾配の平均値をG（ $^{\circ}\text{C/mm}$ ）で表した時、 F/G （mm/ $^{\circ}\text{C} \cdot \text{min}$ ）の値が0.2以下の値となるようにして引き上げることを特徴とする請求項1又は請求項2に記載のP ドープシリコン単結晶の製造方法。

【請求項4】 前記結晶の成長を、N領域、I領域の範囲内で行うことを特徴とする請求項1乃至請求項3のいずれか1項に記載のP ドープシリコン単結晶の製造方法。

【請求項5】 請求項1乃至請求項4のいずれか1項に記載した方法で製造されたことを特徴とするP ドープシリコン単結晶。

【請求項6】 請求項5に記載のP ドープシリコン単結晶から切り出されたシリコンウェーハ。

【請求項7】 少なくとも、Al（アルミニウム）濃度が、 $2 \times 10^{12} \text{ atoms/cc}$ 以上であることを特徴とするP（リン）ドープN型シリコン単結晶ウェーハ。

【請求項8】 前記ウェーハ中のPの濃度が、 $1 \times 10^{14} \text{ atoms/cc}$ 以上であることを特徴とする請求項7に記載のP ドープN型シリコン単結晶ウェーハ。

【請求項9】 前記ウェーハの全面が、N領域及び／又はI領域のウェーハであることを特徴とする請求項7又は請求項8に記載のPドープN型シリコン単結晶ウェーハ。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

本発明は、チョクラルスキー法によるPドープシリコン単結晶の製造方法及びPドープN型シリコン単結晶ウェーハに関し、特に、V領域、OSF領域および巨大転位クラスタ（LSEPD、LFPD）領域を含まない、高耐圧となる電気特性の優れた能力を持つ、無欠陥領域のPドープシリコン単結晶の製造方法及びPドープN型シリコン単結晶ウェーハに関する。

【0002】

【従来の技術】

半導体デバイスの基板として用いられる単結晶は、例えばシリコン単結晶があり、主にチョクラルスキー法（Czochralski Method、以下CZ法と略称する）により製造されている。

【0003】

CZ法により単結晶を製造する際には、例えば図2に示すような単結晶製造装置10を用いて製造される。この単結晶製造装置10は、例えばシリコンのような原料多結晶を収容して溶融するための部材や、熱を遮断するための断熱部材などを有しており、これらは、メインチャンバー11内に収容されている。メインチャンバー11の天井部からは上に伸びる引き上げチャンバー12が接続されており、この上部に単結晶13をワイヤー14で引上げる機構（不図示）が設けられている。

【0004】

メインチャンバー11内には、溶融された原料融液15を収容する石英ルツボ16とその石英ルツボ16を支持する黒鉛ルツボ17が設けられ、これらのルツボ16、17は駆動機構（不図示）によって回転昇降自在にシャフト18で支持されている。このルツボ16、17の駆動機構は、単結晶13の引き上げに伴う

原料融液 15 の液面低下を補償すべく、ルツボ 16、17 を液面低下分だけ上昇させるようにしている。

【0005】

そして、ルツボ 16、17 を囲繞するように、原料を溶融させるための黒鉛ヒーター 19 が配置されている。この黒鉛ヒーター 19 の外側には、黒鉛ヒーター 19 からの熱がメインチャンバー 11 に直接輻射されるのを防止するために、断熱部材 20 がその周囲を取り囲むように設けられている。

【0006】

また、ルツボの上部には黒鉛筒 23 を設け、その外側下端に原料融液 15 と対向するように断熱材 24 を設けて融液面からの輻射をカットするとともに原料融液表面を保温するようにしている。

【0007】

以上のような単結晶製造装置内に配置された石英ルツボ 16 に原料塊を収容し、このルツボ 16 を、上記のような黒鉛ヒーター 19 により加熱し、石英ルツボ 16 内の原料塊を溶融させる。このように原料塊を溶融させたものである原料融液 15 に、ワイヤー 14 の下端に接続している種ホルダー 21 で固定された種結晶 22 を着液させ、その後、種結晶 22 を回転させながら引き上げることにより、種結晶 22 の下方に所望の直径と品質を有する単結晶 13 を育成する。この際、種結晶 22 を原料融液 15 に着液させた後に、直径を 3 mm 程度に一旦細くして絞り部を形成するいわゆる種絞り（ネッキング）を行い、次いで、所望の口径になるまで太らせて、無転位の結晶を引き上げている。

【0008】

このような CZ 法によって製造されるシリコン単結晶は、主として半導体デバイスの製造に用いられる。近年、半導体デバイスでは高集積化が進み、素子の微細化が進んでいる。素子の微細化が進むことで、結晶成長中に導入される *Grown-in* 結晶欠陥の問題がより重要となっている。

【0009】

ここで、*Grown-in* 結晶欠陥について説明する（図 4 参照）。

シリコン単結晶において、結晶成長速度が比較的高速の場合には、空孔型の点

欠陥が集合したボイド起因とされているFPD (Flow Pattern Defect) 等のGrown-in欠陥が結晶径方向全域に高密度に存在し、これら欠陥が存在する領域はV (Vacancy) 領域と呼ばれている。また、成長速度を低めていくと成長速度の低下に伴いOSF (酸化誘起積層欠陥、Oxidation Induced Stacking Fault) 領域が結晶の周辺からリング状に発生し、このリングの外側に格子間シリコンが集合した転位ループ起因と考えられているLSEPD (Large Secco Etch Pit Defect)、LFDP (Large Flow Pattern Defect) 等の欠陥が低密度に存在し、この欠陥が存在する領域はI (Interstitial) 領域と呼ばれている。さらに、成長速度を低速にすると、OSFリングがウェーハの中心に収縮して消滅し、全面がI領域となる。

【0010】

近年、V領域とI領域の中間でOSFリングの外側に、空孔起因のFPD等も、格子間シリコン起因のLSEPD、LFDP等も存在しない領域の存在が発見されている。この領域はN (ニュートラル、Neutral) 領域と呼ばれる。また、このN領域をさらに分類すると、OSFリングの外側に隣接するN_v領域 (空孔の多い領域) とI領域に隣接するN_i領域 (格子間シリコンが多い領域) とがあり、N_v領域では、熱酸化処理をした際に酸素析出量が多く、N_i領域では酸素析出が殆ど無いことがわかっている。

【0011】

これらのGrown-in欠陥は、引き上げ速度 (F) とシリコンの融点から1400℃の間の引き上げ軸方向の結晶内温度勾配の平均値 (G) の比であるF/Gというパラメーターにより、その導入量が決定されと考えられている (例えば、非特許文献1参照。)。すなわち、F/Gが一定になるように、引き上げ速度と温度勾配を調節すれば、所望の欠陥領域、あるいは所望の無欠陥領域で単結晶を引き上げることができる (例えば、特許文献1参照。)。

【0012】

そのため、従来、無欠陥領域の単結晶を得るためには、N領域に引き上げ速度等を制御して単結晶を引き上げる必要があった。このN領域の単結晶は比較的限

られた引き上げ速度範囲での育成となるためその速度制御が難しく、結晶の生産性及び歩留まりが低かった。そのため、より簡単に製造できるように無欠陥領域の引き上げ速度範囲を広げる方法が求められていた。

【0013】

【特許文献1】

特開2000-178099号公報

【非特許文献1】

V. V. Voronkov, Journal of Crystal Growth, 59(1982), 625~643

【0014】

【発明が解決しようとする課題】

本発明はこのような問題点に鑑みてなされたもので、例えば、V領域、OSF領域および巨大転位クラスタ(LSEPD、LFPD)領域を含まない、高耐圧の優れた電気特性を持つ無欠陥領域のPドープシリコン単結晶を簡単かつ安価で製造する方法およびPドープN型シリコン単結晶ウェーハを提供することを目的とする。

【0015】

【課題を解決するための手段】

本発明は、上記課題を解決するためになされたもので、チョクラルスキー法によりP(リン)がドープされたシリコン単結晶を製造する方法において、少なくとも、Al(アルミニウム)濃度が $2 \times 10^{12} \text{ atoms/cc}$ 以上になるようにして単結晶の成長を行うことを特徴とするPドープシリコン単結晶の製造方法を提供する(請求項1)。

【0016】

このように、Al(アルミニウム)濃度が $2 \times 10^{12} \text{ atoms/cc}$ 以上になるようにしてPドープシリコン単結晶の成長を行うことで、N領域よりも低速側の領域がLFPD、LSEPD等の巨大クラスタのない、無欠陥のI領域となるPドープシリコン単結晶を得ることができる。従って、従来はN領域に限られていた無欠陥領域をI領域にまで広げることができるので、高耐圧の優れた電

気的特性を有するPドーピングシリコン単結晶を簡単かつ安価で供給することができるようになる。

【0017】

この場合、前記シリコン単結晶中のPの濃度が、 $1 \times 10^{14} \text{ atoms/cc}$ 以上となるようにして単結晶の成長を行うのが好ましい（請求項2）。

【0018】

このように、前記シリコン単結晶中のPの濃度が、 $1 \times 10^{14} \text{ atoms/cc}$ 以上となるようにして単結晶の成長を行うことで十分にN型の導電性を得ることができる。

【0019】

この場合、前記単結晶の成長は、引き上げ速度を $F \text{ (mm/min)}$ とし、シリコンの融点から 1400°C の間の引き上げ軸方向の結晶内温度勾配の平均値を $G \text{ (}^\circ\text{C/mm)}$ で表した時、 $F/G \text{ (mm/}^\circ\text{C} \cdot \text{min)}$ の値が0.2以下の値となるようにして引き上げるのが好ましく（請求項3）、さらに前記結晶の成長を、N領域、I領域の範囲内で行うのが好ましい（請求項4）。

【0020】

このように、 $F/G \text{ (mm/}^\circ\text{C} \cdot \text{min)}$ の値が0.2以下の値となるようにして引き上げることで、例えばN領域、I領域の範囲内で結晶の成長を行うことができる。本発明のA1をドーピングしたPドーピングシリコン単結晶はI領域も無欠陥であるため、上記範囲内であれば無欠陥のPドーピングシリコン単結晶を容易に得ることができる。

【0021】

さらに、本発明は、上記製造方法で製造されたことを特徴とするPドーピングシリコン単結晶を提供し（請求項5）、該Pドーピングシリコン単結晶から切り出されたシリコンウェーハを提供する（請求項6）。

【0022】

このような本発明の製造方法を用いて、Pドーピングシリコン単結晶を製造すれば、高品質のPドーピングシリコン単結晶を生産性良く製造することができる。従って、該Pドーピングシリコン単結晶から切り出されたシリコンウェーハは、高品質でか

つ安価なものとなる。

【0023】

また、本発明は、少なくとも、Al（アルミニウム）濃度が、 $2 \times 10^{12} \text{ atoms/cc}$ 以上であることを特徴とするP（リン）ドープN型シリコン単結晶ウェーハを提供する（請求項7）。

【0024】

このように、少なくとも、Al（アルミニウム）濃度が、 $2 \times 10^{12} \text{ atoms/cc}$ 以上であるP（リン）ドープN型シリコン単結晶ウェーハは、N領域よりも低速側の領域がLFPD、LSEPD等の巨大クラスタのない、無欠陥のI領域となるPドープシリコン単結晶より得ることができる。従って、高耐圧の優れた電気的特性を有するPドープN型シリコン単結晶ウェーハを簡単かつ安価で供給することができる。

【0025】

この場合、前記ウェーハ中のPの濃度が、 $1 \times 10^{14} \text{ atoms/cc}$ 以上であることが好ましい（請求項8）。

【0026】

このように、前記ウェーハ中のPの濃度が、 $1 \times 10^{14} \text{ atoms/cc}$ 以上であることで、十分にN型の導電性を得ることができる。

【0027】

この場合、前記ウェーハの全面が、N領域及び／又はI領域のウェーハであることが好ましい（請求項9）。

【0028】

このように、前記ウェーハの全面が、N領域及び／又はI領域のウェーハであることで、本発明のPドープN型シリコン単結晶ウェーハは、I領域も無欠陥であるため、簡単かつ安価で製造可能で、しかも高耐圧の優れた電気的特性を有するウェーハとなる。

【0029】

尚、引き上げ結晶のシリコンの融点から 1400°C の間の引き上げ軸方向の結晶内温度勾配の平均値 $G(^\circ\text{C/mm})$ の値であるが、これは総合伝熱解析ソフトF

EMAGの計算により算出したものである。

ここで、FEMAGは、文献(F. Dupret, P. Nicodeme, Y. Ryckmans, P. Wouters, and M. J. Crochet, Int. J. Heat Mass Transfer, 33, 1849 (1990))に開示されている総合伝熱解析ソフトである。

【0030】

【発明の実施の形態】

以下、本発明の実施の形態について説明するが、本発明はこれらに限定されるものではない。

チョクラルスキー法によりBドーパシリコン単結晶を製造する際に、結晶肩から直胴尾部にかけて単結晶の成長速度を高速から低速へ漸減させると、OSFがある成長速度に達したときにシュリンクし、その後さらに低速領域でN領域(N_v、N_i領域)、I領域の順に各相が形成される。特にN領域より低速側のI領域は、サイズが約10 μ m以上の大きさに及ぶ巨大転位クラスタが形成されることが判っており、LSEPD、LFPD等の欠陥が存在する。尚、Bドーパシリコン単結晶の場合、N領域が形成されるのは、 F/G (mm²/°C·min)の値が0.20～0.22の範囲のときである。

【0031】

一方、チョクラルスキー法によりPドーパシリコン単結晶を製造する際に、結晶肩から直胴尾部にかけて単結晶の成長速度を高速から低速へ漸減させると、OSFがある成長速度に達したときにシュリンクし、その後さらに低速領域でN領域(N_v、N_i領域)、I領域の順に各相が形成される。また、このI領域の巨大転位クラスタ群にはLFPDは含まれておらず、LSEPDのみであった。尚、Pドーパシリコン単結晶の場合、N領域が形成されるのは、 F/G (mm²/°C·min)の値が0.18～0.20の範囲のときである。

このように、Bドーパシリコン単結晶とPドーパシリコン単結晶では、欠陥分布の挙動に違いがあることが判った。本発明者らは、特にI領域の結晶欠陥の発生状況の違いから、Pドーパシリコン単結晶では、天然石英ルツボから溶出され、引き上げ結晶内部に取り込まれるAl元素が、本来I領域で確認される巨大転

位クラスタの形成を抑制することを見出した。

【0032】

Pドーブシリコン単結晶を引き上げる際、Al成分をほとんど含まない合成石英ルツボを使用した時は、I領域に巨大転位クラスタの存在が確認された。ところが、Al元素が $5 \times 10^{11} \text{ atoms/cc}$ 以上 $2 \times 10^{12} \text{ atoms/cc}$ 未満の濃度範囲で引き上げ結晶内部に取り込まれるような天然石英ルツボを使用した時は、Ni領域よりすぐ低速側のI領域では高密度のLSEPDが確認されるものの、さらに低速領域ではLSEPDの形成がなく、無欠陥のI領域であることがわかった。そこで本発明者らは、LSEPDが消滅した境界付近のI領域のAl濃度を調査したところ、 $2 \times 10^{12} \text{ atoms/cc}$ 程度であることが判明し、その際、その境界の $F/G (\text{mm}^2 / ^\circ\text{C} \cdot \text{min})$ の値は0.17であった。

【0033】

そして、本発明者らは以上のような事実を元に合成石英ルツボを使用し、多結晶シリコン原料充填の際、引き上げ結晶内部に $2 \times 10^{12} \text{ atoms/cc}$ 以上のAl元素が取り込まれるように純Al金属粒を添加した。そして結晶肩から直胴尾部にかけて高速から低速へ成長速度を漸減させると、Ni領域よりすぐ低速側のI領域でも巨大転位クラスタの形成はなく無欠陥であり、さらに低速でも同様に無欠陥領域であった。したがって、AlをドーブしたPドーブ結晶では、OSFとN領域境界の $F/G (\text{mm}^2 / ^\circ\text{C} \cdot \text{min})$ である0.20以下の領域ではN領域および無欠陥のI領域が形成されることが判った。

【0034】

尚、AlはP型の導電型元素であるが故に高濃度ドーブには注意が必要である。特にデバイス設計上支障を来たさないでドーブをするためには、結晶内部に取り込まれるAl濃度が $1 \times 10^{14} \text{ atoms/cc}$ を超えないようコントロールすることが望ましい。

【0035】

また、Pドーブシリコン単結晶中のPの濃度は、 $1 \times 10^{14} \text{ atoms/cc}$ 以上となるようにPをドーブすることが好ましい。ドーブするPの濃度を、1

$\times 10^{14} \text{ atoms/cc}$ 以上とすれば十分なN型の導電性を得ることができるからである。

【0036】

【実施例】

以下、本発明を実施例および比較例を挙げて具体的に説明するが、本発明はこれらに限定されるものではない。

（実施例1）

図2に示した単結晶製造装置を用いてシリコン単結晶を製造した。直径24インチ（600mm）の石英ルツボに、原料多結晶シリコン150kgと純Al金属粒4mgをチャージし、直径210mm、方位 $\langle 100 \rangle$ のシリコン単結晶を引き上げた。シリコン単結晶を引き上げる際、成長速度を0.60mm/minから0.20mm/minの範囲で結晶頭部から尾部にかけて漸減させるよう制御した。また、P濃度が $3 \times 10^{14} \sim 5.5 \times 10^{14} \text{ atoms/cc}$ 、酸素濃度が24～27ppma（ASTM' 79）となるようにシリコン単結晶を製造した。

【0037】

上記のように育成した各シリコン単結晶棒の直胴部を、図3（a）に示したように結晶成長軸方向に10cm毎の長さでブロックに切断した後、各ブロックをさらに結晶軸方向に縦割り切断し、約2mm厚のサンプルを数枚作製した。

上記サンプルについてWLT測定器（SEMILAB WT-85）及びセコエッチングにより、V領域、OSF領域、N領域、I領域の各領域の分布状況（図3（b）参照）、すなわちFPD、LFDP、LSEPD等の分布状況、そしてOSFの発生状況を調査し、各領域の境界の $F/G (\text{mm}^2 / ^\circ\text{C} \cdot \text{min})$ の値を確認した。

【0038】

具体的には、まず、FPD、LFDP、LSEPDの評価に関しては、サンプルのうち1枚を平面研削した後、ミラーエッチング、セコエッチング（30分間）を施し、無攪拌のまま放置し、所定の処理後、各欠陥の密度測定を行った。また、OSFの評価に関しては、サンプルのうち1枚を1150℃、100分間（

ウェット酸素雰囲気)の熱処理後冷却し(800℃で出し入れ)、薬液で酸化膜を除去した後、OSFリングパターンの確認および密度測定を行った。

【0039】

さらに、結晶軸方向に縦割り加工したスラブサンプルを直径200mmの大きさにくり抜き加工し、ポリッシュにより鏡面状態に仕上げ、900℃、パイロ酸化によりウェーハ表面に酸化薄膜形成後、熱硫酸で酸化膜中の重金属を回収し、その溶液中のWSA法による測定値から結晶バルク中に含まれていたAl濃度を同定した。

【0040】

以上の測定で判明した、より詳細な各領域の分布状況を図1(d)に示し、また各領域境界におけるF/G(mm²/℃・min)及びAl濃度を以下に示す。

OSFとN領域境界のF/G(mm²/℃・min): 0.20

N領域とI領域(無欠陥)境界のF/G(mm²/℃・min): 0.18

F/G=0.17付近の結晶バルク中Al濃度: 4.1×10^{12} atoms/cc

【0041】

(実施例2)

石英ルツボに、原料多結晶シリコン150kgと純Al金属粒8mgをチャージすること以外は実施例1と同様にシリコン単結晶を製造し、各測定を行った。

以上の測定で判明した、より詳細な各領域の分布状況を図1(d)に示し、また各領域の境界におけるF/G(mm²/℃・min)及びAl濃度を以下に示す。

OSFとN領域境界のF/G(mm²/℃・min): 0.20

N領域とI領域(無欠陥)境界のF/G(mm²/℃・min): 0.18

F/G=0.17付近の結晶バルク中Al濃度: 8.8×10^{12} atoms/cc

【0042】

(比較例1)

石英ルツボに、Al金属粒を入れることなく原料多結晶シリコン150kgを

チャージしたこと以外は実施例1と同様にシリコン単結晶を製造し、各測定を行った。

以上の測定で判明した、より詳細な各領域の分布状況を図1(b)に示し、また各領域の境界における F/G ($\text{mm}^2/\text{℃}\cdot\text{min}$)及びAl濃度を以下に示す。

OSFとN領域境界の F/G ($\text{mm}^2/\text{℃}\cdot\text{min}$): 0.20

N領域とI領域(巨大転位クラスタ形成)境界の F/G ($\text{mm}^2/\text{℃}\cdot\text{min}$): 0.18

$F/G=0.17$ 付近の結晶バルク中Al濃度: $1 \times 10^8 \text{ atoms/cc}$
【0043】

(比較例2)

石英ルツボに、原料多結晶シリコン150kgと純Al金属粒2mgをチャージすること以外は実施例1と同様にシリコン単結晶を製造し、各測定を行った。

以上の測定で判明した、より詳細な各領域の分布状況を図1(c)に示し、また各領域の境界における F/G ($\text{mm}^2/\text{℃}\cdot\text{min}$)及びAl濃度を以下に示す。

OSFとN領域境界の F/G ($\text{mm}^2/\text{℃}\cdot\text{min}$): 0.20

N領域とI領域(巨大転位クラスタ形成)境界の F/G ($\text{mm}^2/\text{℃}\cdot\text{min}$): 0.18

I領域(巨大転位クラスタ形成)とI領域(無欠陥)境界の F/G ($\text{mm}^2/\text{℃}\cdot\text{min}$): 0.17

$F/G=0.17$ 付近の結晶バルク中Al濃度: $1.8 \times 10^{12} \text{ atoms/cc}$

【0044】

(比較例3)

石英ルツボに、原料多結晶シリコン150kgと純Al金属粒4mgをチャージし、B(ボロン)濃度が $1 \times 10^{15} \sim 1.5 \times 10^{15} \text{ atoms/cc}$ となるようにシリコン単結晶を製造すること以外は実施例1と同様にシリコン単結晶を製造し、各測定を行った。

以上の測定で判明した、より詳細な各領域の分布状況を図1(a)に示し、また各領域の境界における F/G ($\text{mm}^2/\text{℃}\cdot\text{min}$)及びAl濃度を以下に示す。

OSFとN領域境界の F/G ($\text{mm}^2/\text{℃}\cdot\text{min}$): 0.22

N領域とI領域(巨大転位クラスタ形成)境界の F/G ($\text{mm}^2/\text{℃}\cdot\text{min}$): 0.20

$F/G=0.17$ 付近の結晶バルク中Al濃度: $3.8 \times 10^{12} \text{ atoms/cc}$

【0045】

図1から明らかなように、Pドープシリコン単結晶の場合、Al濃度が $2 \times 10^{12} \text{ atoms/cc}$ 未満の比較例1及び比較例2では、I領域で巨大転移クラスタが形成されており、また、たとえ無欠陥のI領域が出現しても一部にとどまっている(図1(b)、(c))。しかし、Al濃度が $2 \times 10^{12} \text{ atoms/cc}$ 以上の実施例1及び実施例2では、図1(d)に示すようにI領域が無欠陥となり、OSFとN領域の境界よりも低速側の全面が無欠陥領域となっている。

一方、Bドープシリコン単結晶の場合、比較例3のように、たとえAl濃度が $2 \times 10^{12} \text{ atoms/cc}$ 以上であろうと、図1(a)に示すようにI領域で巨大転移クラスタが形成されており、無欠陥のI領域は出現しなかった。

【0046】

尚、本発明は、上記実施形態に限定されるものではない。上記実施形態は、例示であり、本発明の特許請求の範囲に記載された技術的思想と実質的に同一な構成を有し、同様な作用効果を奏するものは、いかなるものであっても本発明の技術的範囲に包含される。

【0047】

【発明の効果】

以上説明したように、本発明によれば、チョクラルスキー法によりPドープシリコン単結晶を製造する際に、アルミを所定量ドープすることで、I領域が無欠陥領域となるため、例えば、V領域、OSF領域および巨大転位クラスタ(LS

EPD、LFPD) 領域を含まない、高耐圧の優れた電気特性能力を持つ、N領域および無欠陥I領域のPドープシリコン単結晶の製造方法およびPドープN型シリコン単結晶ウェーハを簡単かつ安価で提供することができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】

各条件での、成長速度と結晶欠陥分布の関係を表す説明図である。

(a) 比較例3、 (b) 比較例1、 (c) 比較例2、 (d) 実施例1、実施例2。

【図2】

単結晶製造装置の概略図である。

【図3】

(a) シリコン単結晶の成長速度と結晶切断位置の関係を示す関係図である。

(b) 成長速度と各領域を示す説明図である。

【図4】

従来の技術による成長速度と結晶欠陥分布の関係を表す説明図である。

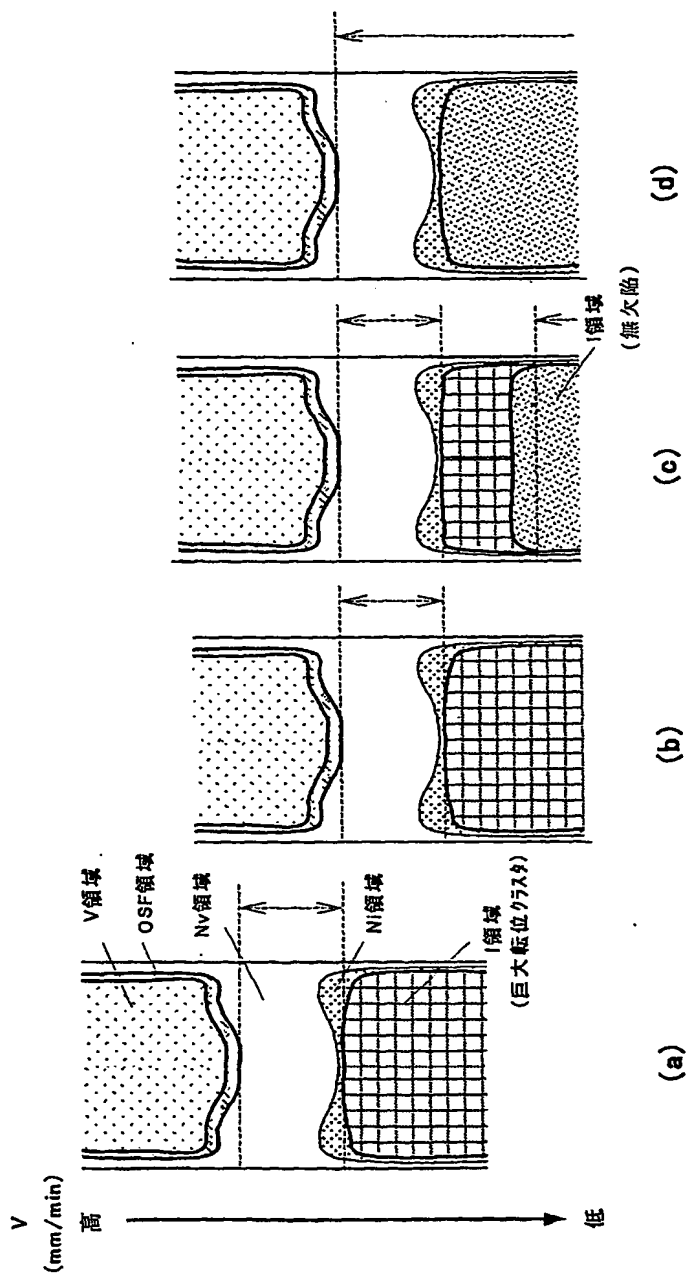
【符号の説明】

10…単結晶製造装置、 11…メインチャンバー、 12…引き上げチャンバー、 13…単結晶、 14…ワイヤー、 15…原料融液、 16…石英ルツボ、 17…黒鉛ルツボ、 18…シャフト、 19…黒鉛ヒーター、 20…断熱部材、 21…種ホルダー、 22…種結晶、 23…黒鉛筒、 24…断熱材。

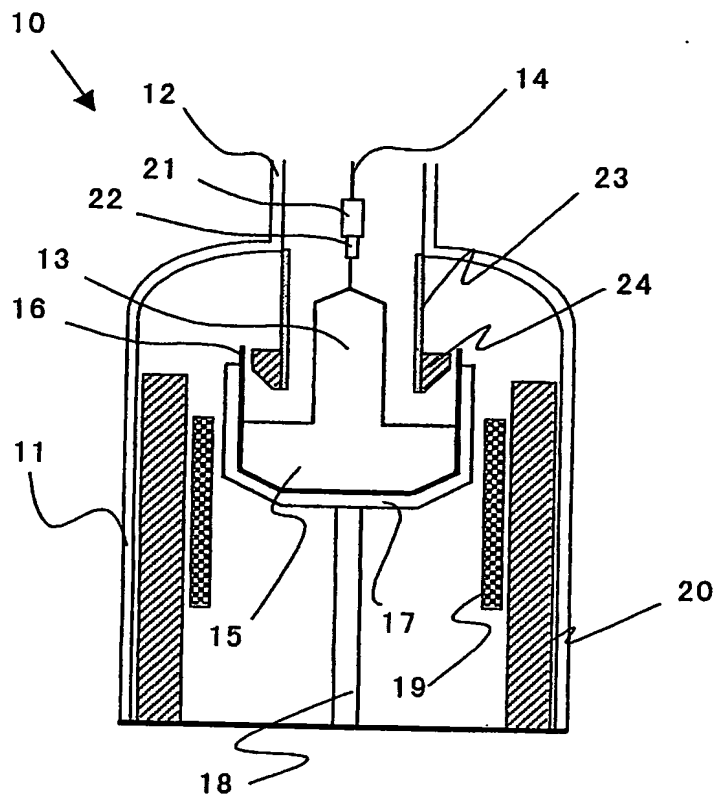
【書類名】

図面

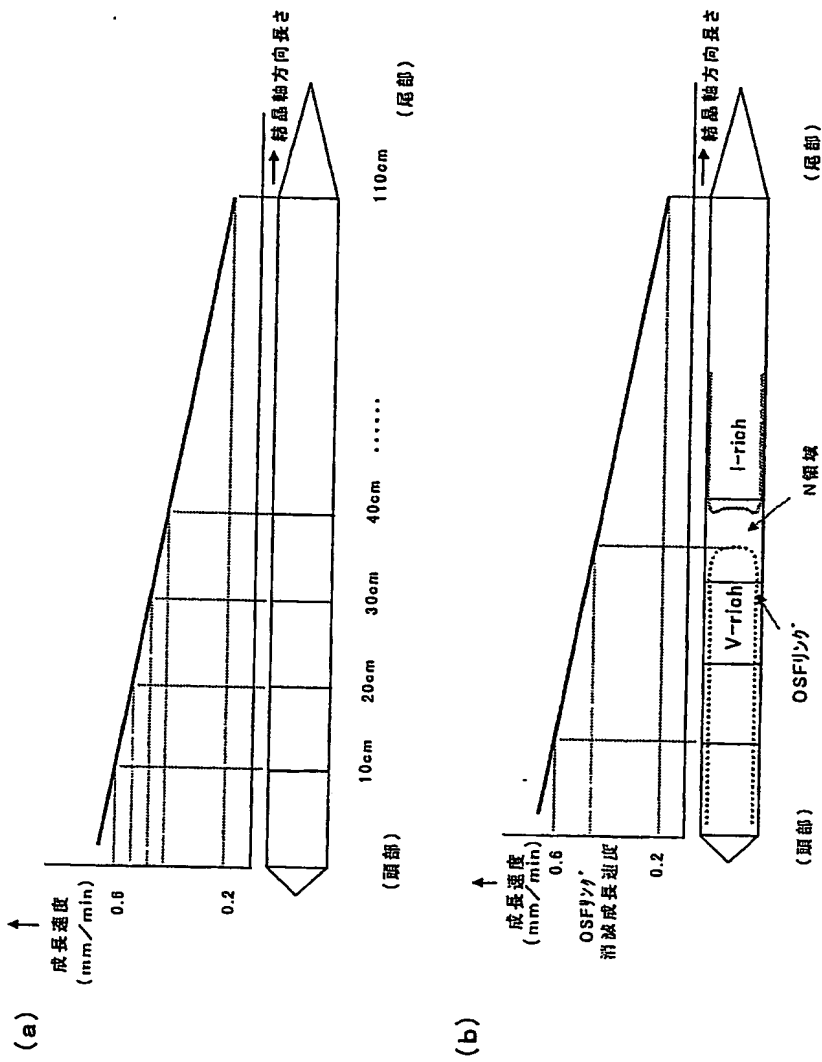
【図1】



【図2】

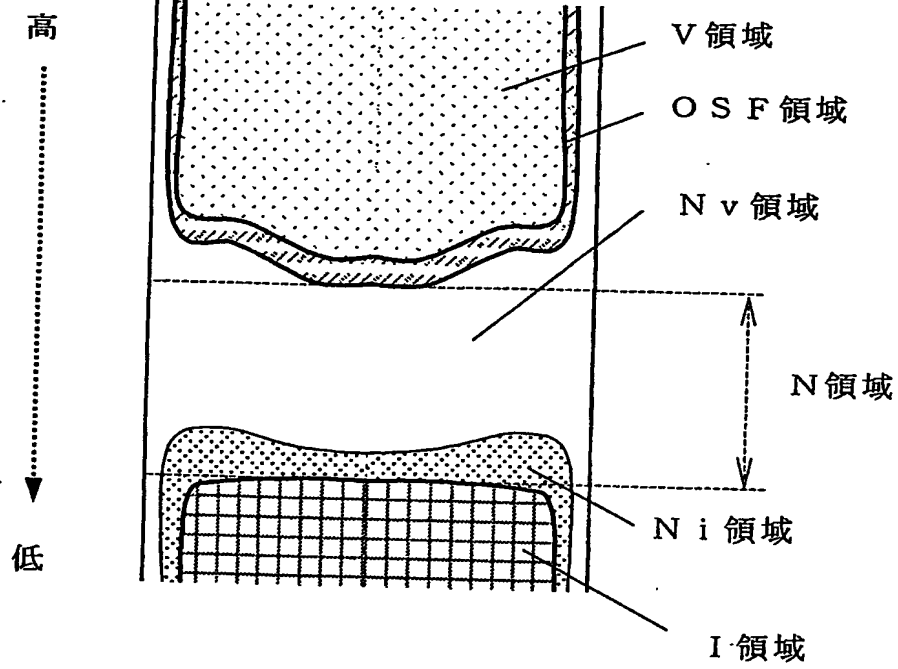


【図 3】



【図4】

V
(mm/min)



【書類名】 要約書

【要約】

【課題】 例えば、V領域、OSF領域および巨大転位クラスタ(LSEPD、LFPD)領域を含まない、高耐圧の優れた電気特性を持つ無欠陥領域のPドーピングシリコン単結晶を簡単かつ安価で製造する方法を提供することを目的とする。

【解決手段】 チョクラルスキー法によりP(リン)がドーピングされたシリコン単結晶を製造する方法において、少なくとも、Al(アルミニウム)濃度が $2 \times 10^{12} \text{ atoms/cc}$ 以上になるようにして単結晶の成長を行うことを特徴とするPドーピングシリコン単結晶の製造方法。

【選択図】 なし

特願 2003-010436

ページ: 1/E

出 願 人 履 歴 情 報

識別番号

[000190149]

1. 変更年月日

1990年 8月 7日

[変更理由]

新規登録

住 所

東京都千代田区丸の内1丁目4番2号

氏 名

信越半導体株式会社